

## STEEL FOR MACHINE STRUCTURE EXCELLENT IN SEIZING RESISTANCE AND FATIGUE STRENGTH

**Patent number:** JP7018379  
**Publication date:** 1995-01-20  
**Inventor:** KATO HIDEHISA; NOMURA KAZUE  
**Applicant:** AICHI STEEL WORKS LTD  
**Classification:**  
- **international:** C22C38/00; C22C38/54  
- **european:**  
**Application number:** JP19930216819 19930630  
**Priority number(s):** JP19930216819 19930630

### Abstract of JP7018379

**PURPOSE:** To obtain a steel for a machine structure in which designing is possible at a stress higher than that of a conventional one when being used for a place applied with high bearing pressure as well as high external force because of its excellence in seizing resistance and fatigue strength and capable of largely contributing to lightening in weight. **CONSTITUTION:** Steel having a compsn. contg., by weight, 0.22 to 0.55% C, 0.05 to 0.80% Si, 0.50 to 1.50% Mn, <=0.025% P, 0.04 to 0.08% S, <=0.15% Ni, <=0.15% Cr, <=0.05% Mo, <=0.15% Cu, 0.002 to 0.018% Al, <=0.0030% Ti, 0.01 to 0.06% V, <=0.0030% Nb, <=0.0005% B and 0.0080 to 0.0200% N, contg., at need, one or more kinds among 0.0010 to 0.0120% Ca, 0.04 to 0.40% Pb, 0.05 to 0.50% Bi, 0.05 to 0.35% Te and 0.05 to 0.35% Se and also satisfying Ni+Mo+Cu<=0.25% and Ti+Nb+B<=0.0040% and the balance Fe with impurity elements is subjected to soft nitriding treatment, and the surface is applied with a compound layer by >=12μm on the average.

---

Data supplied from the esp@cenet database - Worldwide

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-18379

(43)公開日 平成7年(1995)1月20日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup> 認別記号 庁内整理番号 F I 技術表示箇所  
C 22 C 38/00 301 N  
A  
38/54

審査請求 未請求 請求項の数2 FD (全7頁)

(21)出願番号	特願平5-216819	(71)出願人	000116655 愛知製鋼株式会社 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地
(22)出願日	平成5年(1993)6月30日	(72)発明者	加藤 英久 愛知県東海市荒尾町ワノ割1番地 愛知製 鋼株式会社内

(54)【発明の名称】耐焼付性及び疲労強度に優れた機械構造用鋼

(57)【要約】

【構成】 重量比で、C:0.22～0.55%、Si:0.05～0.80%、Mn:0.50～1.50%、P:0.025%以下、S:0.04～0.08%、Ni:0.15%以下、Cr:0.15%以下、Mo:0.05%以下、Cu:0.15%以下、Al:0.002～0.018%、Ti:0.0030%以下、V:0.01～0.06%、Nb:0.0030%以下、B:0.0005%以下、N:0.0080～0.0200%と、必要に応じてCa:0.0010～0.0120%、Pb:0.04～0.40%、Bi:0.05～0.50%、Te:0.05～0.35%、Se:0.05～0.35%の1種以上を含有し、かつNi+Mo+C<sub>u</sub>≤0.25%、Ti+Nb+B≤0.0040%であり、残部がFeおよび不純物元素からなる鋼に軟窒化処理を施し、表面に平均で12μm以上の化合物層を有することを特徴とする。

【効果】 耐焼付性、疲労強度が共に優れているので、高い外力とともに、高い面圧が負荷される部位に用いると、従来より高応力設計が可能となり、軽量化に大きく寄与することができる。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比で、C:0.22～0.55%、Si:0.05～0.80%、Mn:0.50～1.50%、P:0.025%以下、S:0.04～0.08%、Ni:0.15%以下、Cr:0.15%以下、Mo:0.05%以下、Cu:0.15%以下、Al:0.002～0.018%、Ti:0.0030%以下、V:0.01～0.06%、Nb:0.0030%以下、B:0.0005%以下、N:0.0080～0.0200%を含有し、かつNi+Mo+Cu≤0.25%、Ti+Nb+B≤0.0040%であり、残部がFeおよび不純物元素からなる鋼に軟窒化処理を施し、表面に平均で12μm以上の化合物層を有することを特徴とする耐焼付性及び疲労強度に優れた機械構造用鋼。

【請求項2】 重量比で、C:0.22～0.55%、Si:0.05～0.80%、Mn:0.50～1.50%、P:0.025%以下、S:0.04～0.08%、Ni:0.15%以下、Cr:0.15%以下、Mo:0.05%以下、Cu:0.15%以下、Al:0.002～0.018%、Ti:0.0030%以下、V:0.01～0.06%、Nb:0.0030%以下、B:0.0005%以下、N:0.0080～0.0200%と、Ca:0.0010～0.0120%、Pb:0.04～0.40%、Bi:0.05～0.50%、Te:0.05～0.35%、Se:0.05～0.35%の1種又は2種以上を含有し、かつNi+Mo+Cu≤0.25%、Ti+Nb+B≤0.0040%であり、残部がFeおよび不純物元素からなる鋼に軟窒化処理を施し、表面に平均で12μm以上の化合物層を有することを特徴とする耐焼付性及び疲労強度に優れた機械構造用鋼。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、クランクシャフト、ギヤシャフト等、大きな外力と高い面圧を受けるため、優れた耐焼付性と疲労強度が要求される部位への使用に適した機械構造用鋼に関する。

## 【0002】

【従来の技術】クランクシャフト、ギヤシャフト等のシャフト類の部品においては、高い面圧と外力が負荷されるため、優れた耐焼付性、疲労強度が要求される。従来、これらの部品に対しては、炭素含有率が0.40～0.55%の中炭素鋼、SCr440、SCM435、SCM440等のCr鋼、Cr-Mo鋼等の合金鋼及び前記炭素鋼にV等を添加した非調質鋼等に軟窒化処理を施した鋼が使用されており、軟窒化処理によって表面硬度を高め、高い面圧に耐えられるようしている。

【0003】また、軟窒化用鋼に関する既に出願済の先願としては、特開昭59-16949号公報記載の発明がある。この発明は、C:0.15～0.50%、Si:1.20%以下、Mn:0.60～1.30%、Cr:0.20%未満、V:0.02～0.05%未満、sol.A1:0.10%以下、N:0.006～0.015%を含有し、残部Feと不純物元素からなることを特徴とするものである。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】近年、機械部品、自動車等は急速に高性能化が進められ、特にクランクシャフト、ギヤシャフト等のシャフト類の部品に対しては、以前に比べ高い面圧と外力の負荷に耐えられることが要求

されている。この要求に対し、重量増や部品のサイズアップを行うことにより対応することは技術的に容易であるが、軽量化の要請が極めて強くなっているため、部品の高強度化により、できるだけ重量増加を行わずに対応できる技術が要求されている。しかしながら、従来鋼をそのまま用いることは強度不足となるため、実施不可能である。以下に問題となる内容を詳細に説明する。

【0005】前記した炭素鋼、合金鋼、非調質鋼等に軟窒化処理を施すと、表面にFeの窒化物(Fe<sub>3</sub>N、Fe<sub>4</sub>N等)、Cr窒化物、Al窒化物等の窒化物の析出した化合物層(ナイタールで腐食すると白く観察される層)が形成される。この化合物層は優れた耐焼付性を得るために必要不可欠な層である。

【0006】JIS S40C～S55C等の中炭素鋼の場合、十分な厚さの化合物層が形成されるため、優れた耐焼付性を得ることができるが、高い疲労強度を得ることができない。また、SCr440等の合金鋼の場合には、軟窒化処理後の化合物層の厚さが薄いために優れた耐焼付き性が得られない欠点がある。特に軟窒化後、研削、研磨等により化合物層が一部除去される場合には、決定的に耐焼付性が低下する。さらに、合金鋼の場合、疲労破壊の起点部位となる化合物層の韌性が低いため、高い疲労強度の要求を満足することができない。

【0007】また、前記公報に記載の発明は、最表層である化合物層を含めた硬化表面層の延性向上を目的として開発された軟窒化用鋼であるが、前記したような化合物層の厚みに関しては何ら検討されていないものである。

【0008】本発明は、機械部品、自動車等のシャフト類の部品に対して使用される従来鋼の前記のごとき問題点に鑑みてなされたものであって、必要な化合物層の厚さが確保でき、耐焼付性、疲労強度の共に優れた機械構造用鋼を提供することを目的とする。

## 【0009】

【課題を解決するための手段】本発明では、優れた耐焼付性を得るために、軟窒化処理によって生成される化合物層の厚さと各種化学成分との関係について調査した。その結果、化合物層の厚みを増すためには、Ni、Cu、Mo、Vの含有率を可能な限り低減することが有効であることをつきとめた。

【0010】しかし、前記元素のうちVについては、鋼中で窒化物となって、フェライト・バーライト組織を強化して疲労強度向上に大きな効果を有することから、簡単に含有率を下げることはできない。そこで、低いV含有率でより大きな疲労強度向上効果を得るために、前記窒化物生成の阻害となるTi、Nb、B含有率についても厳しく規制した。この規制によって、V含有率の上限を0.06%に抑えることができ、化合物層の厚みへの影響を小さく抑えることができるとともに、V添加によりもたらされる化合物層の韌性低下も防止することができた。

3

【0011】化合物層の韌性については、前記Vの他、Crについても上限を厳しく規制し、さらにAlもSACM645や特開昭59-16949号公報記載の鋼等の従来の軟窒化鋼に比して著しく低減することによって、その劣化を防止し、疲労強度への悪影響を抑えることができた。

【0012】以上の検討により得られた本発明の機械構造用鋼は、重量比で、C:0.22～0.55%、Si:0.05～0.80%、Mn:0.50～1.50%、P:0.025%以下、S:0.04～0.08%、Ni:0.15%以下、Cr:0.15%以下、Mo:0.05%以下、Cu:0.15%以下、Al:0.002～0.018%、Ti:0.0030%以下、V:0.01～0.06%、Nb:0.0030%以下、B:0.0005%以下、N:0.0080～0.0200%を含有し、かつNi+Mo+Cu≤0.25%、Ti+Nb+B≤0.0040%であり、残部がFeおよび不純物元素からなる鋼に軟窒化処理を施し、表面に平均で12μm以上の化合物層を有することを特徴とし、第2発明は、第1発明の鋼にCa:0.0010～0.0120%、Pb:0.04～0.40%、Bi:0.05～0.50%、Te:0.05～0.35%、Se:0.05～0.35%の1種又は2種以上を添加して被削性を向上させたものである。

## 【0013】

【作用】本発明は、Ni、Cu、Mo含有率の上限を厳しく規制し、V添加量を必要最小限に抑えたので、軟窒化処理後に優れた耐焼付性を得るに十分な厚さの化合物層を得ることができた。また、Ti、Nb、Bの含有率を厳しく規制してVの窒化物形成を阻害する元素の低減を図ったので、低いV含有率で高い疲労強度を得ることができた。

【0014】次に、本発明の鋼の組成範囲を限定した理由について以下に説明する。

C:0.22～0.55%

Cは必要な内部硬さを確保するため、0.22%以上含有せることが必要である。しかし、0.55%を越えて含有すると、化合物層の韌性を低下させるため、上限を0.55%とした。

## 【0015】Si:0.05～0.80%

Siは鋼中に固溶し、必要な内部硬さを確保するのに有効な元素であり、0.05%以下では効果が不十分であるため下限を0.05%とした。しかし、0.80%を越えて含有させると、化合物層の厚さを低下させるため上限を0.80%とした。

## 【0016】Mn:0.50～1.50%

Mnは製鋼時の溶鋼の脱酸と基地を強化するために必要な元素であって、前記効果を得るために、少なくとも0.50%以上含有させる必要がある。しかし、1.50%を越えて含有させると、化合物層の韌性が低下するため、上限を1.50%とした。

## 【0017】P:0.025%以下

Pは芯部組織の韌性を低下する有害な元素であるので、可及的に少ない方が望ましく、上限を0.025%とした。

## 【0018】S:0.040～0.080%

Sは鋼中でMnSとなってフェライトの析出核となり、内

10

部組織の微細化による疲労強度の向上のために必要な元素である。含有率が0.040%未満ではその効果が少ないため、下限を0.040%とした。しかし、0.080%を越えると内部組織の韌性を低下させるため上限を0.080%とした。

## 【0019】Ni:0.15%以下

Niは化合物層の厚さ及び韌性を低下させる元素であり、できるだけ低減することが望ましく、上限を0.15%とした。

## Cr:0.15%以下

Crは、窒化後の表面硬さを高める効果のある元素であるが、表面の硬さが高くなる反面、化合物層の韌性は低下して疲労強度に悪影響を及ぼし望ましくない。従って、本発明においてはできるだけ低減することが望ましく、上限を0.15%とした。

## 【0020】Mo:0.05%以下、Cu:0.15%以下

Mo、Cuは化合物層の厚さ及び韌性を低下させる元素であり、Niと同様にできるだけ低減することが望ましく、上限をMoは0.05%、Cuは0.15%とした。

## 【0021】Al:0.002～0.018%

Alは造塊時の脱酸のために必要な元素であり、0.002%未満の含有では十分な脱酸効果が得られないため、下限を0.002%とした。しかし、0.018%を越えてAlを添加すると、化合物層の韌性低下及び、硬化層硬さの増大による硬化層の韌性が低下して疲労強度が低下するので、これを防止するため上限を0.018%に規制した。

## 【0022】V:0.01～0.06%

Vは、フェライト・バーライト組織のフェライト強化による疲労強度向上に必要な元素である。また、Vは窒素と結びつき鋼中で窒化物となって存在することにより、フェライト・バーライト組織を強化し疲労強度を上昇させる効果がある。前記効果を得るために0.01%以上の含有が必要である。しかし、0.06%を越える添加をすると、化合物層及び硬化層の韌性が極度に低下するとともに、化合物層厚さが薄くなつて耐焼付性が低下するため、上限を0.06%とした。

【0023】Ti:0.0030%以下、Nb:0.0030%以下、B:0.005%以下

Ti、Nb、Bは前述の疲労強度を向上させるために必要なV窒化物の形成に害のある元素でありできるだけ低減することが望ましく、上限をTi、Nbは0.0030%、Bは0.005%に規制する必要がある。

【0024】N:0.0080～0.0200%

窒素はVと結びついてV窒化物を形成し、フェライト・バーライト組織を強化し疲労強度向上に効果のある元素である。前記効果を得るために0.0080%以上含有せることが必要である。しかし、0.0200%を越えて添加してもその効果は飽和するとともに、韌性の低下をもたらすため、上限を0.0200%とした。

【0025】Ni+Mo+Cu≤0.25%

化合物層の厚さは主としてNi、Mo、Cuの含有率に左右さ

50

れ、これらの元素の含有率が高いほど厚さが薄くなる。本発明では、優れた耐焼付性を得るために、従来鋼であるS40C～S55C等の中炭素鋼の化合物層と同等の化合物厚さを確保する必要があるため、これら元素の合計含有率の上限を0.25%とした。

【0026】 $Ti+Nb+B \leq 0.040\%$

フェライト・パーライト組織を強化し疲労強度を上昇させるV窒化物の量は、V、Nの含有率によっても勿論変化するが、前記窒化物の生成を阻害するTi、Nb、Bの含有率による影響が大きい。従って、必要なV窒化物量を確保するためには、これらの元素の合計含有率を0.040%以下にする必要がある。

【0027】Ca:0.0010～0.0120%、Pb:0.04～0.40%

、Bi:0.05～0.50%、Te:0.05～0.35%、Se:0.05～0.35%のうち1種以上

Ca、Pb、Bi、Te、Seは被削性を向上するために必要に応じて添加することができる元素である。Ca:0.0010～0.0120%、Pb:0.04～0.40%、Bi:0.05～0.50%、Te:0.05～0.35%、Se:0.05～0.35%のうち1種以上を添加す

ることにより、第1発明鋼のもつ耐焼付性と疲労強度を劣化することなく、被削性を向上させることができる。各元素について上下限値を設けたのは、下限値未満の含有では目的の効果が得られないためであり、上限値を越えて多く含有させると、熱間加工性や韌性の低下をまねくためである。

【0028】以上説明した各成分が添加された鋼に軟窒化処理を施して、表面の化合物層の平均厚さを12μm以上とすることにより、優れた耐焼付性と疲労強度を有する機械構造用鋼を製造することができる。なお、本発明の鋼は、前記したように化合物層の厚さを考慮した成分設計がされているので、容易に12μm以上の化合物層厚さを得ることができる。

【0029】

【実施例】本発明の特徴を比較鋼、従来鋼と対比して実施例により明らかにする。表1は実施例として用いた供試鋼の化学成分を示すものである。

【0030】

【表1】

番号	化学成分(重量%、 $\beta$ とN(PPM))												Nb	B	N	①	②
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Ti	V					
1	0.40	0.25	0.85	0.013	0.055	0.03	0.11	0.02	0.10	0.015	0.001	0.04	0.001	1	90	○	○
2	0.23	0.09	1.20	0.006	0.042	0.08	0.08	0.04	0.08	0.008	0.001	0.05	0.001	2	156	○	○
3	0.54	0.73	0.55	0.018	0.075	0.12	0.12	0.04	0.03	0.017	0.001	0.02	0.002	4	102	○	○
4	0.25	0.22	1.32	0.015	0.046	0.09	0.08	0.02	0.11	0.005	0.002	0.04	0.001	4	96	○	○
5	0.38	0.15	0.80	0.013	0.053	0.08	0.09	0.03	0.10	0.014	0.002	0.04	0.001	4	105	○	○
6	0.31	0.30	0.93	0.009	0.064	0.07	0.14	0.01	0.13	0.016	0.001	0.03	0.001	3	168	○	○
7	0.42	0.44	0.81	0.010	0.069	0.05	0.06	0.02	0.11	0.003	0.001	0.02	0.002	2	132	○	○
8	0.50	0.60	0.64	0.011	0.073	0.02	0.12	0.01	0.08	0.006	0.002	0.04	0.001	1	125	○	○
9	0.33	0.35	0.94	0.009	0.022	0.05	0.11	0.03	0.08	0.012	0.001	0.03	0.001	1	144	○	○
10	0.30	0.30	0.84	0.018	0.045	0.20	0.11	0.03	0.20	0.012	0.001	0.05	0.001	1	93	×	○
11	0.35	0.24	0.95	0.015	0.058	0.08	0.32	0.02	0.10	0.015	0.001	0.02	0.002	1	122	○	○
12	0.40	0.40	1.12	0.013	0.049	0.06	0.07	0.14	0.11	0.009	0.001	0.03	0.001	2	82	×	○
13	0.30	0.25	0.69	0.019	0.064	0.08	0.12	0.01	0.06	0.023	0.001	0.02	0.001	3	96	○	○
14	0.44	0.19	1.02	0.016	0.055	0.09	0.10	0.03	0.03	0.04	0.001	0.11	0.001	1	111	○	○
15	0.41	0.23	0.92	0.016	0.052	0.04	0.10	0.03	0.04	0.013	0.001	—	0.001	1	101	○	○
16	0.28	0.18	0.73	0.020	0.055	0.05	0.10	0.03	0.07	0.013	0.009	0.04	0.008	4	103	○	×
17	0.32	0.23	1.06	0.013	0.063	0.12	0.09	0.02	0.09	0.016	0.001	0.02	0.002	13	105	○	×
18	0.53	0.21	0.80	0.013	0.030	0.05	0.03	0.02	0.10	0.026	—	—	—	—	73	○	○
19	0.40	0.25	0.80	0.013	0.020	0.05	1.00	0.18	0.09	0.024	0.002	—	—	—	65	×	○

(①:Ni+Mo+Cu、②Ti+Nb+β、○は条件を満足、×は条件を満足しない。)

[0031] 表1において、1～8鋼は本発明鋼で、1～3鋼は第1発明、4～8鋼は第2発明に該当する鋼である。また、9～17鋼は一部の元素含有率が本発明の範囲外である比較鋼であり、18、19鋼は従来鋼であるSS3 C、SCM440である。表1に示す化学成分からなる本発明鋼、比較鋼および従来鋼を電気炉にて溶製し、分塊圧延後、熱間圧延した鋼材を用い、熱間鍛造にて直径60mmの丸棒形状に鍛造した後、空冷したものを供試材として、それらを機械加工して各種試験片を作製した。その後、

温度 580°C、加熱保持時間7時間、加熱後水冷の条件でガス軟窒化処理を施し、後述する方法で、化合物層の厚さ、耐焼付性、疲労強度について評価した。

[0032] 以下に評価方法について説明する。耐焼付性は、表面粗さ0.5mmRz に仕上げられたφ20の試験片を軸として用い、これを軸受内に通し、面圧を負荷した状態で高速回転させて焼付状況を観察することにより評価した。試験は、軸の回転数を6000rpm、面圧40MPa、潤滑油温度100°C、軸受内径と軸外径のクリアランス80μm

の条件で実施した。前記条件で試験を実施し、200時間経過後において、軸表面に焼付が生じていなければ○、焼付が発生している場合を×として表2に示した。  
【0033】また、前記試験終了後、軸のうち面圧の負荷されていない部分の一部を切断して、化合物層の厚さを測定した。厚さは各試験片共に10箇所測定して、その平均

\* 均値を表2に示した。疲労強度は、小野式回転曲げ疲労試験試験機を用い、切欠ノッチ（切欠部半径1mm）を加工した試験片を用いて疲労強度を測定した。により疲労強度を測定して評価した。

【0034】

【表2】

区分	番号	化合物層の厚さ(μm)	焼付試験	疲労強度(N/mm²)
第1発明	1	1.8	○	580
	2	1.6	○	500
	3	1.7	○	600
第2発明	4	1.4	○	500
	5	1.5	○	510
	6	1.6	○	480
	7	1.7	○	460
	8	1.9	○	520
比較鋼	9	1.7	○	380
	10	1.0	×	440
	11	1.4	○	420
	12	0.9	×	500
	13	1.9	○	360
	14	0.9	×	490
	15	1.7	○	420
	16	1.8	○	380
	17	1.4	○	380
従来鋼	18	1.8	○	380
	19	1.0	×	400

【0035】表2から明らかなように、比較鋼である9～16鋼を本発明の実施例である1～8鋼と比較すると、9鋼はS含有率が低いためフェライトの析出核となるMnSが十分に形成されず、疲労強度が劣るものであり、10、12、14鋼は、Ni、Cu、Mo、V含有率がそれぞれ高いため、必要な厚さの化合物層が得られず、耐焼付性が劣るものであり、11、13鋼はCr、Al含有率がそれぞれ高いため、硬化層の韌性が低下して疲労強度が劣るものであり、15鋼はVが含有されていないため、疲労強度が劣るものであり、16、17鋼はV窒化物の形成を阻害するTi、

Nb、B含有率が高いため、疲労強度が劣るものである。  
【0036】また、従来鋼であるSS3Cは、必要な化合物層厚さが得られるため、耐焼付性には優れているが、疲労強度が著しく劣るものであり、SCM440は、耐焼付性、疲労強度が共に劣るものである。

【0037】これに対して、本発明鋼である1～8鋼は、Ni、Cu、Mo含有率の上限を厳しく規制し、Ti、Nb、B含有率の上限を厳しく規制して、少ないV添加で、必要な疲労強度を確保したので、軟窒化処理後に平均で12μm以上の厚さの化合物層を容易に得ることができた。

11

その結果、耐焼付性、疲労強度が共に優れた機械構造用銅を得ることができた。

【0038】

【発明の効果】以上説明したように、本発明の機械構造用銅は、適切な成分設計を行ったので、優れた疲労強度を確保しつつ、軟窒化処理により容易に平均で $12\mu m$ 以上の化合物層が得られる。この得られた化合物層によっ

12

て、高面圧を受けても焼付発生を防止することができる。従って、クランクシャフト等、作動中に高い外力を受けながら、かつ高い面圧を負荷される部位に適用すると、焼付の心配をすることなく、従来よりも高い応力で設計することができ、軽量化、省エネルギー化へ大きく貢献することができる。